

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 02-125841

(43)Date of publication of application : 14.05.1990

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/14

C23C 8/22

C23C 8/32

F16C 33/44

F16C 33/62

(21)Application number : 01-157288

(71)Applicant : NIPPON SEIKO KK

(22)Date of filing : 20.06.1989

(72)Inventor : MURAKAMI YASUO
MATSUMOTO YOICHI
KAMIMURA KAZUHIRO

(30)Priority

Priority number : 63172030 Priority date : 11.07.1988 Priority country : JP

(54) ROLLING BEARING

(57)Abstract:

PURPOSE: To prevent the cracks of the title bearing at the time of working and to prolong its service life by forming at least one of the inner ring, outer ring and rolling element in a rolling bearing with a medium carbon Mn steel having specific compsn., subjecting the steel to carburizing treatment and specifying the amt. of retained austenite on the surface layer.

CONSTITUTION: At least one of the inner ring, outer ring and rolling element in a bearing is formed with the compsn. of a medium carbon Mn steel constituted of, by weight, 0.4 to 0.7% C, 0.15 to 1.2% Si, 1.2 to 1.7% Mn, 200 to 300ppm Al, ≤ 40 ppm Ti, 100 to 200ppm N, ≤ 80 ppm S, ≤ 9 ppm O and the balance Fe. The steel is worked into a rolling bearing, which is subjected to carburizing heat treatment or carbonitriding heat treatment to regulate the amt. of retained austenite in the surface layer part to 25 to 45vol.%. In this way, the coarsening of the crystal grains is prevented to prolong the service life of the bearing. At the time of furthermore incorporating at least one kind of 0.03 to 0.08% Nb and 0.1 to 0.15% V into the above steel, the crystal grains are converted into fine ones having ≥ 8 of grain size number even after the carburizing heat treatment, by which the service life can moreover be prolonged.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

⑩ 日本国特許庁(JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報(A) 平2-125841

⑬ Int. Cl.⁹

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 平成2年(1990)5月14日

C 22 C 38/00
38/14
C 23 C 8/22
8/32
F 16 C 33/44
33/62

3 0 1 H

7047-4K

7371-4K

7371-4K

6814-3J

6814-3J

審査請求 未請求 請求項の数 4 (全11頁)

⑮ 発明の名称 転がり軸受

⑯ 特 願 平1-157288

⑰ 出 願 平1(1989)6月20日

優先権主張 ⑱ 昭63(1988)7月11日 ⑲ 日本(JP) ⑳ 特願 昭63-172030

㉑ 発 明 者 村 上 保 夫 神奈川県大和市上和田2412
㉒ 発 明 者 松 本 洋 一 神奈川県藤沢市大庭3910
㉓ 発 明 者 上 村 和 宏 神奈川県藤沢市鶴沼神明3-6-10
㉔ 出 願 人 日本精工株式会社 東京都品川区大崎1丁目6番3号
㉕ 代 理 人 弁理士 森 哲 也 外3名

明 細 書

1. 発明の名称

転がり軸受

2. 特許請求の範囲

(1) 内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、当該内輪、外輪及び転動体の少なくとも一つが、C: 0.4~0.7重量%、Si: 0.15~1.2重量%、Mn: 1.2~1.7重量%、Al: 200~300 ppm、Ti: 40 ppm以下、N: 100~200 ppm、S: 80 ppm以下、O: 9 ppm以下、残留鉄の中炭素マンガ鋼からなり、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理が施され、表層部における残留オーステナイト量が25~45 vol %である、ことを特徴とする転がり軸受。

(2) 前記中炭素マンガ鋼に、Nb: 0.03~0.08重量%およびV: 0.1~0.15重量%の少なくとも一種が含まれてなる、ことを特徴とする請求項(1)記載の転がり軸受。

(3) 内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、当該内輪、外輪及び転動体の少なくとも一

つが、C: 0.4~0.7重量%、Si: 0.15~1.2重量%、Mn: 1.2~1.7重量%、Ti: 40 ppm以下、S: 80 ppm以下、O: 9 ppm以下、Nb: 0.03~0.08重量%およびV: 0.1~0.15重量%の少なくとも一種、残留鉄の中炭素マンガ鋼からなり、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理が施され、表層部における残留オーステナイト量が25~45 vol %である、ことを特徴とする転がり軸受。

(4) 前記中炭素マンガ鋼は、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後でも平均結晶粒度番号が8以上の微結晶状である、ことを特徴とする請求項(1)ないし(3)の何れか一項記載の転がり軸受。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は、自動車、農業機械、建設機械及び鉄鋼機械等を使用される転がり軸受に係り、特に、トランスミッションやエンジン用として求められる長寿命な転がり軸受に関する。

(従来の技術)

従来から、例えば自動用に求められる高面圧の状態で使用される転がり軸受（以下、寿命、とも言う）が長い転がり軸受については、接触面圧に起因する内部せん断応力分布に合わせて、硬さカーブを設定する必要から、焼入れ性の良好な低炭素鋼 S C R 420 H, S C M 420 H, S A E 8620 H, S A E 4320 H 等を用い、これに浸炭熱処理又は浸炭窒化処理を施すことにより、内外輪及び転動体の表面部硬さが H R C 58 ~ 64 であり、かつその芯部硬さが H R C 30 ~ 48 になるようにして軸受全体の硬度を上げていた。

また、米国特許第 4 191599 号では、高炭素合金鋼を浸炭雰囲気下で加熱処理し、表面の M s 点を芯部より低くして、焼入れにより熱応力型の変態をさせ、表面に圧縮の残留応力を残した長寿命の転がり軸受が開示されている。

さらに、米国特許第 4 023988 号では、C : 0.6 ~ 1.5 重量%、Cr, Mn, Ni, Cu, Mo から選ばれる熱間成形型の低合金鋼を用い、炭化物を微細化した長寿命の転がり軸受が開示されている。

3

spheroidizing anneal, rough forming, hardening & austempering などの複雑な熱処理を必要とし、熱処理生産性の低下を避けることができなかった。

米国特許第 4 191599 号では高価な元素である Mo, V, Cr を比較的多く含有し、コスト高になると共に、表面に残留の圧縮応力を付与する機構のみでは異物混入潤滑下では長寿命とすることができなかった。

すなわち、転がり疲れ寿命が低下する原因として、軸受潤滑油中に混入した金属の切粉、削り屑、バリ、摩耗粉等の異物により軸受表面部に生じた損傷（圧痕）を起点として伝播するマイクロクラックによって発生するフレーキング（ハクリ）、がある。そして、軸受の基地中に存在し、硬度が高く塑性変形能が小さいために応力集中源となる非金属介在物があり、この非金属介在物によって応力集中緩和効果を十分達成し得ないことによって上記転がり疲れ寿命が低下する。

さらに、上記従来のいずれの転がり軸受でも、加工率によっては鍛造等の軸受の前加工時割れを

〔発明が解決しようとする課題〕

しかしながら、上記従来の鋼 S C R 420 H 等において、浸炭硬化層を深くしようとすると、基地の炭素量（ベースカーボン量）が低いために、浸炭処理を高温かつ長時間行なわなければならない、これでは熱処理生産性が低下する。一方、表面炭素濃度を高くすると、上記鋼の Cr 含有量が高いために初折が生じやすく、転がり疲れ寿命が低下する。そこで、S A E 8620 H 及び S A E 4320 H では、Cr 含有量を減じて他の元素（Ni, Mo）を添加して焼入れ性を確保しているが、これでは材料コストが増加する。また、この鋼の浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理時、時として、結晶粒が粗大となり、これが応力集中源となるため、転がり疲れ寿命が低下する。

一方、これ以外の従来例でも、高価な Mo, Ni, Cr 等を含有しているために、長寿命な転がり軸受を得るには高コストとならざるを得なかった。そして、上記米国特許第 4 023988 号の従来例では、微細な炭化物を形成するためには、例えば、

4

十分抑制できない課題があった。

本発明はこのような各種の課題を解決するために、材料コストが増加することなく熱処理生産性が良好で、かつ、クリーンな潤滑下で軸受を使用する場合に加えて、異物混入潤滑下で軸受を使用する場合においても、従来の軸受に比べて長寿命であり、さらに、加工率の高い鍛造等の前加工時割れが発生しない転がり軸受を提供すること、をその目的としている。

〔課題を解決するための手段〕

請求項(1)記載の発明は、内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、内輪、外輪及び転動体の少なくとも一つが、C : 0.4 ~ 0.7 重量%、Si : 0.15 ~ 1.2 重量%、Mn : 1.2 ~ 1.7 重量%、Al : 200 ~ 300 ppm、Ti : 40 ppm 以下、N : 100 ~ 200 ppm、S : 80 ppm 以下、O : 9 ppm 以下、残留鉄の中炭素マンガ鋼からなり、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理が施され、表面部における残留オーステナイト量が 25 ~ 45 vol% である、ことを特徴としている。

5

6

また、請求項(2)記載の発明は、上記請求項(1)記載の中炭素マンガン鋼に、さらにNb 0.03~0.08重量%およびV: 0.1~0.15重量%の少なくとも一種が含有されてなる、ことを特徴とするものである。

また、請求項(3)記載の発明は、内輪、外輪及び転動体からなる転がり軸受において、内輪、外輪及び転動体の少なくとも一つが、C: 0.4~0.7重量%、Si: 0.15~1.2重量%、Mn: 1.2~1.7重量%、Ti: 40 ppm以下、S: 80 ppm以下、O: 9 ppm以下、Nb: 0.03~0.08重量%およびV: 0.1~0.15重量%の少なくとも一種、残留鉄の中炭素マンガン鋼からなり、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理が施され、表面層における残留オーステナイト量が25~45 vol%である、ことを特徴とするものである。

さらに、請求項(4)記載の発明は、前記中炭素マンガン鋼は、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後でも平均結晶粒度番号が8以上の微結晶状である、ことを特徴とするものである。

(作用)

本発明者らは、転がり軸受鋼の長寿命化及び前加工時の割れについて種々の検討を加えた結果、軸受表面層における残留オーステナイト量と寿命との関係、結晶粒度と寿命との関係、S含有量と前加工時の割れ発生率等との関係について種々の新しい知見を得るに到り、この知見に基づき特許請求の範囲に記載の如くの本発明に到達したものである。

まず本発明において、C: 0.4~0.7wt%の中炭素マンガン鋼を用いている理由について説明する。

本発明者らは、軸受表面層における残留オーステナイト量を25~45 vol%にすることにより、異物混入潤滑下の転がり軸受の長寿命化を達成できることを見出した。しかしながら、軸受表面層における残留オーステナイト量を上記値の範囲とするためには表面炭素濃度を高めることが必要であるが、SCR420B、SCM420BはCrの含有量が多いため、軸受の転がり疲れ寿命に有害な初折

を生じやすい。一方で、Crの含有量を減少させると焼入性が低下し、転がり軸受として必要な硬化層深さが得られなくなってしまう。そこで本発明では、Cr含有量を0.95重量%未満とし、かつCr含有量の低下による焼入性低下を避けるためにMnを添加し、さらにはベースカーボン量が多い中炭素マンガン鋼を用いることにより初折の発生を抑え、軸受表面層における残留オーステナイト量を25~45 vol%の範囲として、必要な硬化層深さを得るものである。

ここで、第1図から第4図を参照して、本発明の特徴である残留オーステナイトの作用について説明する。

異物混入潤滑下で軸受を使用する場合、異物との繰り返し接触により内外輪及び転動体の各転動表面に第2図に示すような圧痕が発生する。第2図に示す圧痕の断面図から分るように、圧痕にはエッジ部分が生じ、このエッジ部に最大応力 P_{max} がかかる。このエッジ部分の曲率 r と圧痕の半径 c とは以下説明するように残留オーステナイト

と密接な関係がある。通常残留オーステナイトは、軟らかく、例えばHv300ぐらい(但し素材の炭素の含有率によっても異なる)である。したがって、この残留オーステナイトを所望の割合で表面層に存在せしめておくと、圧痕のエッジ部分における応力の集中を緩和することができ、そのため圧痕生成後に圧痕部に発生するマイクロクラックの伝播を遅らせることができる。表面層における残留オーステナイトは、転動時に圧痕を通過する相手部材(例えば転動体に対して軌道輪)の相対通過回数の所定数を過ぎると、表面に加わる変形エネルギーによりマルテンサイト変態し、硬化する。

第3図は、 r/c の値と残留オーステナイト r_v との関係を示している。

P_{max}/P_0 を小さくする(すなわち、応力集中を緩和する)ためには、Cを一定とすると r を大きくすることが必要である。つまり、 r/c の値は応力集中の緩和程度を示すファクターであるので、この値が大きくなれば寿命も延びることに

なる。しかしながら、第3図から分るように、残留オーステナイト r_a の割合を大きくしても、 r/c の値は所定の水準で飽和してしまい、一定以上大きくならない。特に残留オーステナイト r_a が45 vol%以上になると、これが顕著であり、 r/c は殆ど飽和してしまう。従って、 r_a をそれ以上大きくしてもかえって表面硬さを下げてしまうだけであり、転がり疲れ寿命が低下する。

次に、本発明の特許請求の範囲に示された各数値限定の臨界的意義について説明する。

まず、内外輪及び転動体の異物混入潤滑下使用の寿命は、第1図のグラフに示される軸受寿命と残留オーステナイト r_a (vol%)との関係から明らかなように、フレーキングが生じるまでの経過時間で示される転がり疲れ寿命 L_{10} は残留オーステナイト r_a 量の変化に応じて変化している。

すなわち、残留オーステナイト r_a が25 vol%以上になると転がり疲れ寿命 L_{10} は向上するが、45 vol%を超えると寿命は急激に低下する。したがって、内外輪、転動体の表面部における残留

オーステナイトは、少なくとも20 vol%から45 vol%までの範囲になくしてはならない。

特に、残留オーステナイト r_a が45 vol%を超えると、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後の表面硬さが低下するので好ましくない。

クリーンな潤滑下で従来の浸炭鋼軸受と同等以上の寿命を得るためには、転動体についてHRCが63以上であることが望ましく、内外輪についてはHRCが58以上であることが好ましい。このためには、残留オーステナイト r_a が45 vol%以下であることが必要である。

尚、第1図の実験条件は以下の通りである。軸受寿命試験は、日本精工(株)製 玉軸受寿命試験機を用いタービン油(日本石油(株)製FBKオイルRO68)に鋼粉(硬さ、Hv300~500、粒径80~160 μ m)を100ppmの混合比で加えた潤滑剤を用い、軸受負荷荷重(ラジアル荷重)600kgf、軸受回転数2000rpmで試験した。

次に、本発明に用いられる中炭素マンガン鋼の

11

含有元素の作用及びその含有量の臨界的意義について説明する。

Al

Alは Al_2O_3 などの酸化物系非金属介在物を形成する。この Al_2O_3 は、硬度が高く塑性変形能が小さいため、応力集中源となり転がり疲れ寿命を低下させる原因となる。したがって、Alが含有量を低下することが、軸受寿命向上のためには必要である。しかし他方で、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理時の結晶粒粗大化防止のためには、Alが AlN の形で結晶粒界に析出することが必要である。

そこで、請求項(1)、(2)記載の発明では、Al含有量を200~300ppmとした。Alが200ppm未満だと結晶粒が粗大となり軸受の転がり疲れ寿命が低減し、かつ、Al300ppmを超えると、 Al_2O_3 量が増加し寿命に悪影響を及ぼす。

Ti

TiはTiNの形で非金属介在物として出現する。TiNは硬度が高く塑性変形能が小さいため、応力集中源となり転がり疲れ寿命に有害となる。そこで、Ti含有量をできるだけ低下させる必要があり、上限を40ppmとした。

N

Nは AlN を形成して結晶粒の粗大化を抑制する上で必要である。しかし、N含有量が多いと、非金属介在物であるTiN量が多くなる。そこで、請求項(1)、(2)記載の発明では、N含有量を100~200ppmとした。N含有量が100ppmより少ないと AlN の析出量が不足し結晶粒が粗大化してしまい、200ppmを超えるとTiN量が多くなって転がり疲れ寿命が低下する。

S

Sは MnS などの硫化物系非金属介在物生成の原因となる。 MnS は硬度が低く、塑性変形能が大きいことから鍛造、圧延などの内輪、外輪及び転動

13

14

体の少なくとも一つの前加工時割れ発生の起点として作用する。したがって、鍛造等の前加工時に割れ発生を防止し、より強加工を可能にするため S 含有量を低下させる必要があり、上限を 80 ppm とした。

O

O は酸化物系非金属介在物発生元素として転がり疲労寿命を低下させるため、その含有量を極力低下させる必要があり、そこで上限を 9 ppm とした。

Si

Si は脱酸剤として必要であるため、その含有量を 0.15 ~ 1.2 重量% とした。0.15 重量% 未満であると脱酸効果が十分でなく、1.2 重量% を超えても脱酸効果に変化がないため、含有量を上記範囲内とした。

Mn

また、請求項③の発明では、Al, N に代えて結晶粒粗大化を防止するため、上記 Nb: 0.03 ~ 0.08 重量% および V: 0.1 ~ 0.15 重量% の少なくとも一種を含有した。

Nb: 0.03 重量% 未満、V: 0.1 重量% 未満だと結晶粒の粗大化を防止する上で効果が少なく、Nb: 0.08 重量%、V: 0.15 重量% を超えても結晶粒の粗大化防止効果は向上せずかえって高コストとなるため Nb および V の含有量を上記の範囲内に選定した。

本発明で用いる炭素鋼のベースカーボンの数値の臨界的意義は、以下のとおりである。

ベースカーボンの割合が 0.4 重量% より低くなると浸炭または浸炭窒化熱処理時間が長くなり、熱処理生産性が低下してしまう。また、本発明に用いる中炭素マンガン鋼は、Cr, Mo 等の焼き入れ性を高める元素を含まない鋼種であり、ベースカーボン量が 0.4 重量% 以下となると、焼き入れ性が不足し十分な硬化深さを得ることができない。

逆に、ベースカーボン含有量が 0.7 重量% を超

えれば Cr 含有量減少による焼入性低下を補うために必要であることから、その含有量を 1.2 ~ 1.7 重量% とした。1.2 重量% 未満であると焼入性を向上することができず、また、1.7 重量% を超えると、硬度が向上し鍛造性、被削性等の機械加工性が低下するため、含有量を上記範囲内とした。

Nb, V

Nb, V は、それ自体で結晶粒界に析出してその粗大化を抑制し、結晶粒を微細にして軸受の長寿命化を図るために有効な元素であり、加えて Al, N の結晶粒粗大化防止作用をさらに増強する上で効果的である。

すなわち、浸炭、浸炭窒化時間短縮のため高温熱処理 (950℃ ~ 970℃) または長時間の熱処理を行うと、Al, N のみでは結晶粒の粗大化を十分防止できないことがある。そこで、請求項②記載の発明では、請求項①記載の中炭素マンガン鋼に、Nb: 0.03 ~ 0.08 重量% および V: 0.1 ~ 0.15 重量% の少なくとも一種を含有した。

すると、浸炭により侵入するカーボン量が少なくなりマトリックスに侵入固溶する炭素の割合が低下し、不均一固溶状態となり、転がり疲労寿命が低下してしまう。

したがって、以上のことからベースカーボン量を 0.4 ~ 0.7 重量% の範囲に選定した。

第 4 図に示す如く、このような範囲にある炭素鋼を浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理して、固溶炭素又は固溶炭素富集量を 0.8 ~ 1.1 重量% の範囲に調整することにより、その結果表層部における残留オーステナイト量を 25 ~ 45 vol% の範囲内にすることができる。また、ベースカーボン量を上記範囲内の炭素鋼に浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理を行えば、Fe 原子中にカーボン及び窒素原子が均一に拡散し、固溶強化するので、最大せん断応力位置でのマイクロクラックの発生を遅延することができてクリーンな潤滑下においても転がり疲労寿命が向上する。

また、請求項④に記載のように、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後でも、転がり軸受を構成す

特開平 2-125841(6)

第 1 表

供試材 No.	C	Si	Mn	S	Al	Ti	N	O	Nb	V
1	0.42	0.25	1.52	70	220	40	140	9	-	-
2	0.43	0.26	1.48	150	50	40	50	8	-	-
3	0.43	0.25	1.47	180	250	30	160	8	-	-
4	0.41	0.27	1.47	110	170	20	120	7	-	-
5	0.42	0.23	1.51	50	230	20	70	9	-	-
6	0.40	0.21	1.50	140	240	20	130	7	0.05	-
7	0.41	0.22	1.48	60	240	30	140	7	-	0.1
8	0.41	0.19	1.45	40	150	40	70	9	0.07	-
9	0.45	0.23	1.60	60	350	20	110	7	-	-
10	0.44	0.28	1.50	60	250	30	130	8	0.10	0.21
11	0.44	0.21	1.45	70	270	30	150	8	0.01	0.07

< S, Al, Ti, N, O は ppm、他は wt% >

19

20

次に、上記第1表の各供試材の複数個に930℃×8hrの加熱処理を行い、結晶粒の大きさを調べた。その結果を次の第2表に示す。

第 2 表

供試材 No.	結晶粒 度番号	平均結 晶粒 度番号	軸受寿命 L ₁₀ (×10 ⁴)	割れ発 生率 (%)
1	7-10	9	12	0
2	1-10	4	5	70
3	8-10	9.5	17	100
4	5-10	6	8.5	20
5	6-9	7	9.5	0
6	10-12	10.5	24	80
7	10-12	11	20	0
8	9-11	10	19	0
9	8-10	9.5	7.4	0
10	10-12	10.5	21	0
11	8-10	9	15	0

(転がり寿命試験)

上記第1表の各々の供試材に浸炭熱処理または

浸炭窒化熱処理を施し、表面部の残留オーステナイト量を2.5～4.5 vol%に調整した試験片を作成した。

この実施例における熱処理条件を次に説明する。浸炭熱処理のうちダイレクト流入れは、第5図に示すグラフのように、Rxガス+エンリッチガスの雰囲気中で約8時間、930±5℃で熱処理を行ない、その後油流入れ、更に、160℃で2時間焼戻しをした。更に、浸炭窒化熱処理については、第6図のグラフに示すように、Rxガス+エンリッチガス+アンモニアガス5%の雰囲気中で、約3～4時間、830～870℃で浸炭窒化熱処理を行ない、その後油流入れした。

上記浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理を行った各試験片を用いて転がり軸受の内輪及び外輪のどちらにでも適用できる円盤状試験片を作成し、この各々の円盤状試験片について、『特殊鋼便覧(第1版)電気製鋼研究所編、理工学社、1965年5月25日、第10頁～21頁』記載の試験機を用いて転がり疲れ寿命試験を行った。試験条

21

22

件は次の通りである。

$P_{max} = 560 \text{ kg} \cdot \text{f}/\text{mm}^2$ $N = 3000 \text{ c.p.m}$

潤滑油 $\#68$ タービン油

この転がり疲れ寿命の試験結果を第2表及び第7図に示す。第7図は、前記各供試材の平均結晶粒度番号と転動による応力繰返し数(cycle)で示される軸受寿命 L_{10} との関係を示したものである。第7図から分かるように、平均結晶粒度番号が大きくなる程、すなわち結晶粒が小さくなる程 L_{10} の値が大きくなって軸受の転がり疲れ寿命が向上する。

供試材2はAl, Nの含有量が少なく、供試材4はAlの含有量が少なく、さらに供試材5はNの含有量が少ないため、 L_{10} の値が小さくなる。これに対し、供試材1, 3は、Al, Nの含有量とも本発明範囲内であるため、 L_{10} の値が良好である。

一方、供試材6, 7では、Al, Nの結晶粒粗大化防止作用を向上するNbまたはVが含有されているため、結晶粒がさらに微細化されて L_{10} の値が

さらに大きな値となる。

供試材8はAl, Nの含有量は上記供試材1に比較して不足しているが、それ自体で結晶粒の粗大化を防止するNbが含有されているために、結晶粒が小さくなって L_{10} の値も良好である。

供試材9は、結晶粒は小さいがAlの含有量が本発明範囲を超えているため、Al₂O₃量が増加して L_{10} の値が小さくなって寿命が短くなる。

供試材10, 11はAl, Nの他にNb, Vの含有量が多く L_{10} の値が大きくなり、Nb, V添加の割に結晶粒微細化効果の向上の程度が小さくコスト高となる。

本発明において転がり疲れ寿命 L_{10} 向上のためには、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後でも結晶粒径が結晶粒度番号で8以上の微細なものとなるように温度、時間等を制御して浸炭熱処理、浸炭窒化熱処理を行うことが望ましい。

(割れ発生試験)

次に上記第2表の供試材を用いて $\phi 20 \times 30 \text{ mm}$ の円柱試料を作成し、振込率80%で冷間加工

2 3

(鍛造)を行い、割れ発生率を調べた。円柱試料を各供試材について10ヶ作成した。この結果を前記第2表及び第8図に示す。第8図は、各供試材のS含有量と割れ発生率との関係を示すグラフである。

第2表に示すように、供試材2, 3, 4, 6は、Sの含有量が多いため割れが発生する。特に、供試材3, 6は結晶粒が小さく L_{10} の値が大きい、Sの含有量が多いため割れの発生を避けることができない。

第8図から供試材中のS含有量が少なくなる程割れ発生率が低下していることが分り、S含有量80 ppm以下で割れ発生率が0%であることが分かる。したがって、S含有量を80 ppm以下とすれば、より強加工が可能となる。

尚、上記実施例の転がり寿命試験では、内輪及び外輪のどちらにも適用できる円盤状試験片についての寿命を示したが、同様の材料で転動体を形成し、これについて上記転がり寿命試験を行っても同様の結果を得ることができる。

2 5

2 4

(発明の効果)

以上説明したように請求項(1)、(2)記載の発明によれば、Mo, Ni, Cr等の高価な元素を含有せず、また、長時間且つ複雑な熱処理も必要としないので、材料コストが増加することなく熱処理生産性も良好な転がり軸受を提供することができる。

そして、残留オーステナイトが表層部に所定量存在し、また浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理の際の結晶粒の粗大化が防止され、さらに非金属介在物量も制限されているために、異物混入潤滑下ばかりでなくクリーンな潤滑下でも従来の転がり軸受と比較してより長寿命な転がり軸受となる。

さらに、S量も制限されているために、加工率の高い鍛造等の前加工の際割れが発生しない転がり軸受を提供できる。

また、請求項(2)記載の発明によれば、上記効果に加えて結晶粒をさらに微細にできるため、その分より長寿命な転がり軸受を提供できる。

さらに、請求項(4)記載の発明によれば、上記効果に加えて、転がり軸受を構成する中炭素マンガ

2 6

ン鋼は、浸炭熱処理または浸炭窒化熱処理後でも結晶粒度番号が8以上である微細な結晶粒であるため、より長寿命な転がり軸受を提供できる。

グラフである。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、異物混入潤滑下における軸受の転がり疲れ寿命と残留オーステナイト量との関係を示すグラフであり、

第2図は、応力と共に示す圧痕の断面図であり、

第3図は、 r/c の値と r_e 量との関係を示すグラフであり、 r/c が r_e に対して飽和することを示しており、

第4図は、固溶炭素(C)又は固溶炭素窒素(C+N)量と、残留オーステナイト r_e 量との関係を示すグラフであり、

第5図及び第6図は、それぞれダイレクト浸炭熱処理及び浸炭窒化熱処理の温度と時間との関係を示すグラフであり、

第7図は平均粒度番号と軸受寿命 L_{10} との関係を示すグラフであり、

第8図はS含有量と割れ発生率との関係を示す

特許出願人

日本精工株式会社

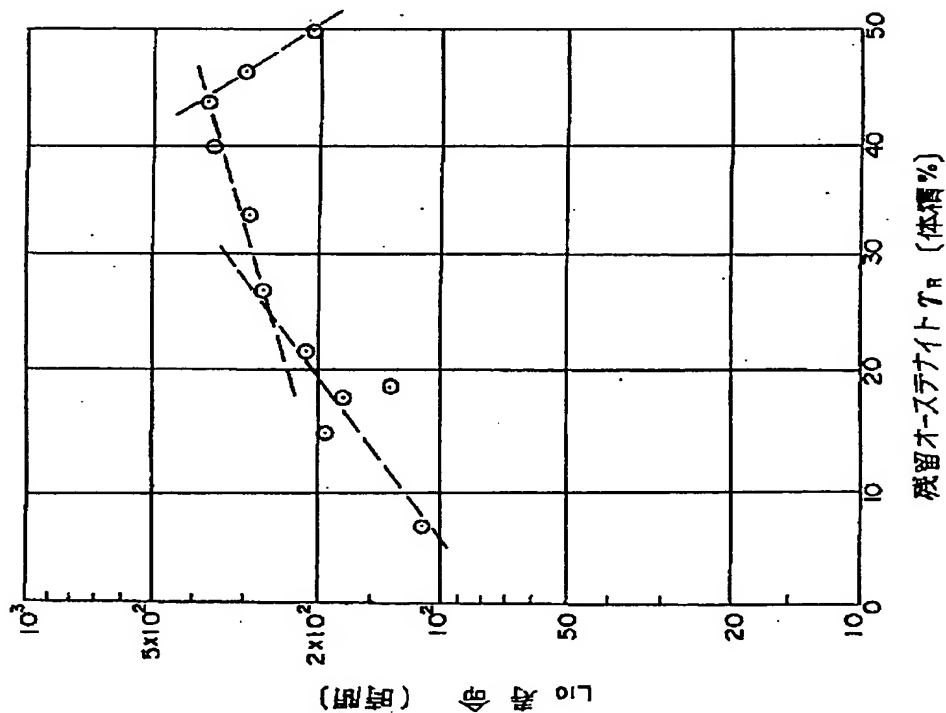
代理人 弁理士 森 哲也

弁理士 内藤 嘉昭

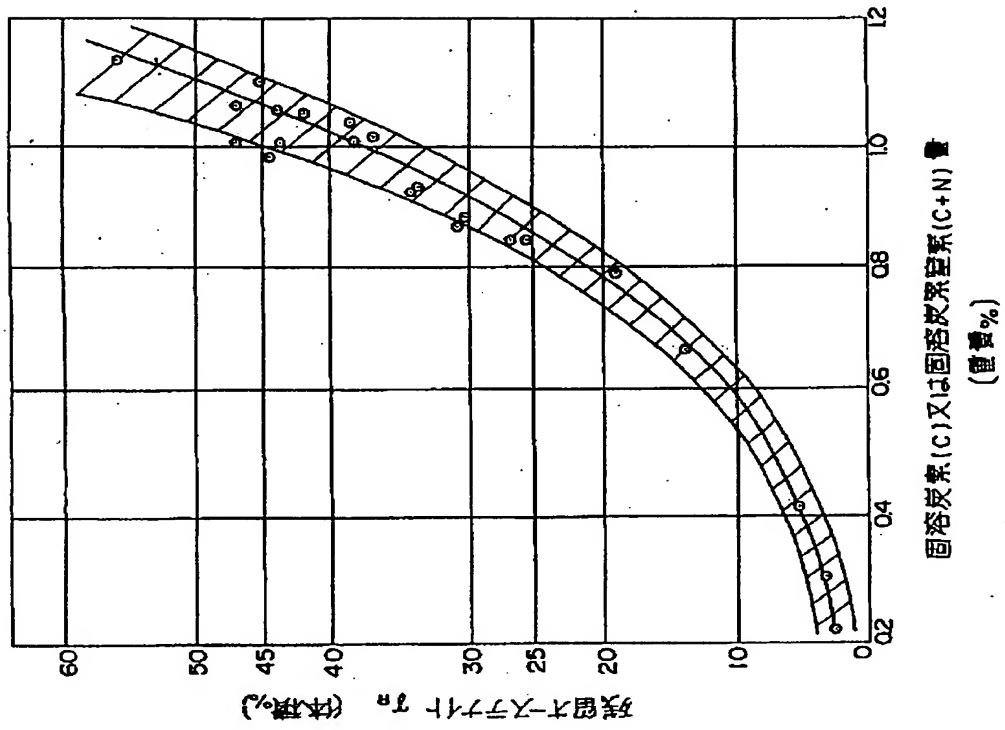
弁理士 清水 正

弁理士 大賀 武司

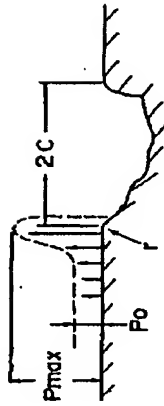
第1図



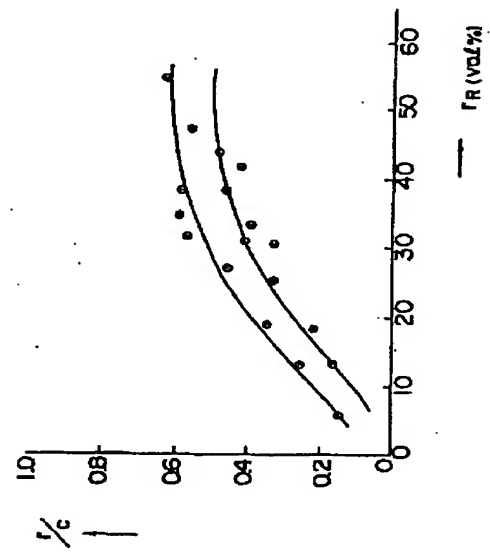
第 4 図



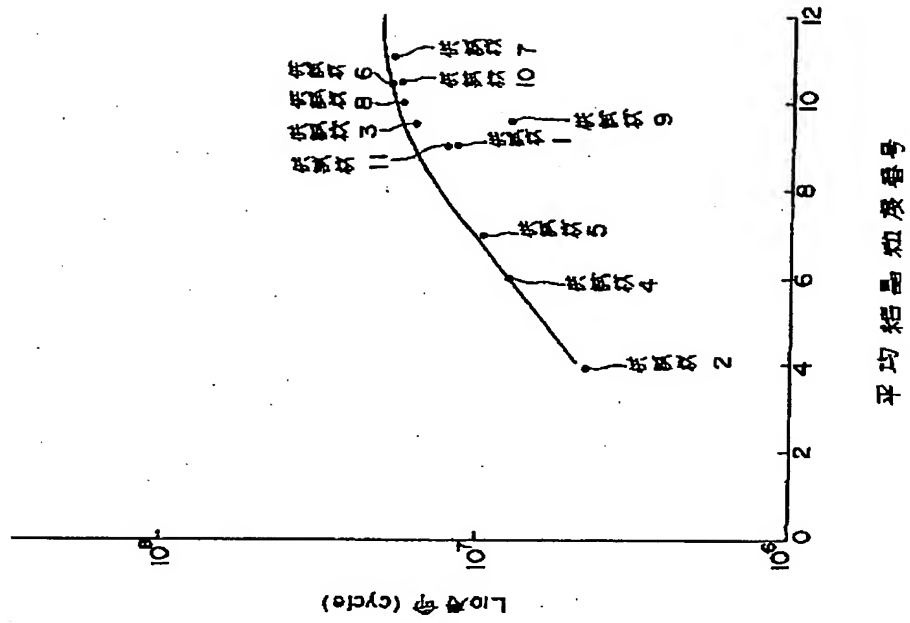
第 2 図



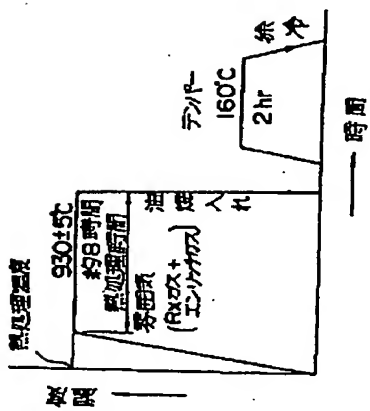
第 3 図



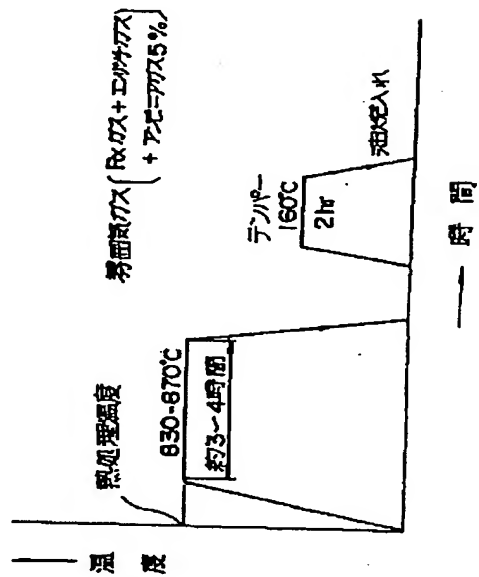
第7図



第5図



第6図



第 8 図

